

金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒とその製造方法並びにレジンボンド砥石

発明の背景

本出願は、2003年1月6日出願の日本国特許出願2003-000448、及び2003年1月16日出願の米国特許仮出願60/440,385に基づく優先権を主張し、これらの内容を含むものとする。

発明の分野

本発明は、金属被覆を施した立方晶窒化ホウ素砥粒に関し、さらに詳しくは立方晶窒化ホウ素砥粒と金属被覆の接合強度を向上させた立方晶窒化ホウ素砥粒とその製造方法、並びにその金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒を用いたレジンボンド砥石に関するものである。

背景技術

立方晶窒化ホウ素（cubic boron nitride、cBNと略記することもある）砥粒は、ダイヤモンドに次ぐ硬さを有し、特に鉄系被削材に対する化学的安定性がダイヤモンドより優れているため、砥石や研磨布紙等に研削砥粒として使用されている。立方晶窒化ホウ素砥粒は六方晶窒化ホウ素（hexagonal boron nitride、hBNと略記することもある）を触媒物質の存在下で立方晶窒化ホウ素の熱力学的安定領域である高温高圧条件（例えば、約1400°C～1600°C、約4GPa～6GPa）で処理することによって得られる。

このようにして得られた立方晶窒化ホウ素砥粒は、例えば電着砥石、メタルボンド砥石、ビトリファイドボンド砥石、レジンボンド砥石等に使用される。

これらのうち、樹脂を結合材として用いるレジンボンド砥石では、他のボンドの砥石に比べて、研削中に脱落する立方晶窒化ホウ素砥粒が多く、砥石の研削比が低くなってしまう（砥石寿命が短くなってしまう）という問題を抱えていた。砥粒の脱落は大きく分けて、（a）ボンド層と、砥粒表面に施された金属等の被覆表面の間の保持力が弱い、（b）金属等の被覆と、立方晶窒化ホウ素砥粒の間の保持力が弱い、という2つの原因によって起こると考えられ、その為砥粒の保

持力を向上させ、砥石寿命を長くする様々な工夫がなされてきた。

例えば、砥粒表面にニッケル、ニッケルーリン、コバルト、コバルトーリン等の単層または多層の金属被覆を施し、その金属被覆表面の凹凸によってボンド層中の保持力を向上させた金属被覆砥粒が開発され（特許文献1～4）、現在レジンボンド砥石に用いられている。

特許文献1には、砥粒表面に金属層を被覆する際、第1層にスポンジ状ニッケルを用い、第二層に緻密なニッケルを用いて、表面に凹凸を有する保持力の高いニッケル被覆砥粒を製造する方法が開示されている。

また、特許文献2には、第1層にニッケル、第2層にコバルト、第3層にニッケル被覆を施す事によって、研削比が従来より向上したレジンボンド砥石が開示されている。

このように砥粒表面を被覆することによってボンド中への砥粒保持力を高めることが可能となり、研削中の砥粒の脱落が抑制され、砥石の研削比は向上してきた。

しかし、これらの金属被覆によって金属被覆砥粒とレジンボンド間の保持力が向上した一方で、相対的に金属被覆と砥粒間の保持力が弱くなり、金属被覆をボンド層に残したまま、砥粒が脱落してしまう比率が高くなることによって、依然として充分な砥石寿命が得られないという問題があった。

そこで、2層以上の金属被覆の第1層を立方晶窒化ホウ素砥粒表面と化学的結合を生じさせること等によって、金属被覆と砥粒間の保持力を向上させた金属被覆砥粒が開発された（特許文献5～8）。

例えば、特許文献5では、ダイヤモンドや立方晶窒化ホウ素砥粒表面にタンゲステン、モリブデン、タンタル、ニオブ等の金属被覆を行い、砥粒表面と金属間に化学的結合や拡散による固溶体を形成した金属被覆砥粒が開示されている。

また、特許文献6では金属被覆を2層とし、第1層として塩浴析出法、化学蒸着法、物理蒸着法等を使用して、立方晶窒化ホウ素砥粒表面と化学的に結合した侵入型金属層を形成し、第2層として無電解析出法、電解析出法、蒸着法等によって金属層を形成した金属被覆砥粒が開示されている。

このように、砥粒表面と金属被覆との間の化学的結合や侵入型金属層の形成に

による保持力の向上によって、砥粒の脱落防止がはかれるとしている。

特許文献 7 では、砥粒をビトリファイドボンド材またはメタルボンド材で結合させた砥粒（複合砥粒）が開示されている。この複合砥粒は、ビトリファイドボンド又はメタルボンドを被覆に使用しているため、被覆と砥粒表面の保持力が向上し、また砥粒同士の結合も強固で、複合砥粒の凹凸部によってレジンボンド中の保持力も向上するとされている。

| | |
|--------|-------------------|
| 特許文献 1 | 特開昭 60-51678 号公報 |
| 特許文献 2 | 特開昭 59-142066 号公報 |
| 特許文献 3 | 特開昭 59-30671 号公報 |
| 特許文献 4 | 特開昭 60-52594 号公報 |
| 特許文献 5 | 特開平 4-185667 号公報 |
| 特許文献 6 | 特開平 5-194939 号公報 |
| 特許文献 7 | 特開平 10-337670 号公報 |
| 特許文献 8 | 特開平 9-323046 号公報 |

レジンボンド砥石における砥粒の脱落は、前述の様に（a）ボンド層と砥粒表面に施された金属等の被覆表面の間の保持力が弱い、（b）金属等の被覆と立方晶窒化ホウ素砥粒表面間の保持力が弱い、という 2 つの原因によって起こると考えられている。例示した特許文献 1～4 の方法等によって、ボンド層中への金属被覆砥粒の保持力は向上するが、被覆と砥粒間の保持力が弱く、効果的に砥粒の脱落は抑制されなかった。そこで、特許文献 5～8 の方法等によって被覆と砥粒表面間の保持力向上が図られた。これらの方法によって被覆と砥粒表面間の保持力が向上し、レジノイドボンド中での研削材保持力が向上し、研削比が向上した。しかし、これらの方法では被覆と砥粒表面の結合が強固なため、切れ刃が摩耗した砥粒等も脱落が抑制されてしまい、研削加工時の研削動力値が上昇するという問題があった。

レジノイドボンド砥石では研削動力値が高くなると、研削熱によるレジノイドボンドの劣化や被削材の焼け等の現象が発生し易くなってしまう。研削動力値を上昇させずに切れ味を維持する為には、適度な砥粒の脱落による切れ刃の更新が必要となる。

工具寿命、トータル加工コスト等に関する研削材保持力の向上（すなわち、研削比向上）の要求が強い一方で、研削動力値を上昇させずに良好な切れ味を維持する為には、適度な砥粒の脱落による切れ刃の更新が必要となる。

また、特許文献5～8の方法は、被覆を形成する手段や工程が煩雑であるため、製造コストが高くなる、被覆の質量比率を一定に制御することが難しい、などの問題点を抱えていた。

これらの問題から、レジンボンド砥石において研削比の向上と研削動力値上昇の抑制が両立される新たな砥粒が待ち望まれていた。

発明の要旨

本発明者は上記の問題点に鑑み、鋭意努力検討した。その結果、砥粒粒子内に金属を貫入させることによって金属被覆と砥粒間の保持力を向上させる方法を見出し、本発明を完成させた。

本発明の方法によれば、金属被覆と砥粒間の保持力の向上によって、研削比の向上が可能となる金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒が作製可能となった。また本発明の方法によれば、従来の方法によって保持力を向上させた砥粒を用いたレジンボンド砥石に比べ、良好な切れ味を維持した砥石が作製可能となった。更に本発明の方法によれば、従来の方法に比べ砥粒の製造工程が簡便であるため、砥粒の製造コスト低減が可能となった。これらの結果として従来の金属被覆立方晶窒化ホウ素を用いた場合と比較して、研削加工コストの低減が可能となった。

即ち本発明は、以下に関する。

- (1) 立方晶窒化ホウ素砥粒中に金属が貫入している金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒、
- (2) 表面に溝を持つ立方晶窒化ホウ素砥粒が金属層によって被覆された前記(1)に記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒、
- (3) 前記立方晶窒化ホウ素砥粒表面に存在する溝が、幅(w)と深さ(d)の比(w/d)が1よりも小さい部分を有する前記(2)に記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒、
- (4) 前記立方晶窒化ホウ素砥粒表面に存在する溝で、溝の幅(w)が0.3～

$3 \mu m$ 、深さ (d) が $0.3 \sim 250 \mu m$ の範囲である前記 (2) または (3) に記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒、

(5) 前記立方晶窒化ホウ素砥粒表面に存在する溝が、幅 (w) と長さ (L) の比 (w/L) が、0.1 以下の部分を有する前記 (2) ~ (4) の何れか 1 つに記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒、

(6) 前記立方晶窒化ホウ素砥粒表面に存在する、幅と深さの比 (w/d) が 1 よりも小さい部分を有する溝の長さ (L) が、 $20 \mu m$ 以上である前記 (2) ~ (5) の何れか 1 つに記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒、

(7) 前記立方晶窒化ホウ素砥粒が、 $40 \sim 1000 \mu m$ の範囲の平均粒子径を持つ前記 (2) ~ (6) の何れか 1 つに記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒、

(8) 前記金属被覆が、電解メッキによるニッケル被覆又はコバルト被覆、無電解メッキによるニッケル被覆又はコバルト被覆からなる群より選ばれた少なくとも 1 層以上からなる前記 (2) ~ (7) の何れか 1 つに記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒、

(9) 前記金属被覆が、電解メッキ又は無電解メッキによるニッケル被覆を含む少なくとも 1 層以上からなる前記 (2) ~ (8) の何れか 1 つに記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒、

(10) 前記金属被覆の最外層が、電解メッキ又は無電解メッキによるニッケル被覆である前記 (2) ~ (9) の何れか 1 つに記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒、

(11) 前記金属被覆が、電解メッキ又は無電解メッキによるニッケル被覆の何れかからなる前記 (2) ~ (10) の何れか 1 つに記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒、

(12) 前記金属被覆が、第 1 層が無電解メッキによるニッケル被覆又はコバルト被覆、第 2 層が第 1 層とは異なる組成を持つ電解メッキ又は無電解メッキによるニッケル被覆からなる 2 層構造を持つ前記 (2) ~ (10) の何れか 1 つに記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒、

(13) 前記金属被覆が、第 1 层が無電解メッキによるニッケル被覆又はコバルト被覆、第 2 層が第 1 層とは異なる組成を持つ電解メッキ又は無電解メッキによ

るニッケル被覆又はコバルト被覆、第3層が第2層とは異なる組成を持つ電解メッキ又は無電解メッキによるニッケル被覆からなる3層構造を持つ前記(2)～(10)の何れか1つに記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒、

(14) 前記金属被覆が、金属被覆を含めた金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒全体の質量に対して、該金属被覆の占める比率が20～80質量%の範囲である前記(2)～(13)の何れか1つに記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒、

(15) 前記(1)～(14)の何れか1つに記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒を5～100質量%の範囲で含む砥粒、

(16) 立方晶窒化ホウ素砥粒を最高処理温度が900℃以上で加熱処理し該立方晶窒化ホウ素砥粒の表面に溝を形成する段階と、

前記立方晶窒化ホウ素砥粒を金属層によって被覆する段階と、を含む金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒の製造方法、

(17) 前記加熱処理の段階で、前記立方晶窒化ホウ素砥粒を、酸化雰囲気下で最高処理温度が900℃～1300℃の範囲で加熱処理する前記(16)に記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒の製造方法、

(18) 前記加熱処理の段階で、前記立方晶窒化ホウ素砥粒を、非酸化雰囲気下で最高処理温度が900℃～1600℃の範囲で加熱処理する前記(16)に記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒の製造方法、

(19) 前記加熱処理の段階で、前記立方晶窒化ホウ素砥粒を、少なくとも800℃から最高処理温度の範囲で6℃/分以上の昇温速度で加熱処理する前記(16)～(18)の何れか1つに記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒の製造方法

(20) 前記加熱処理の段階で、前記晶窒化ホウ素砥粒を、800℃から最高処理温度まで6℃/分以上の速度で昇温し、再び800℃まで6℃/分以上の速度で降温する前記(16)～(19)の何れか1つに記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒の製造方法、

(21) 前記加熱処理の段階で、前記立方晶窒化ホウ素砥粒を最高処理温度に保持する保持時間を60分以下とする前記(16)～(20)の何れか1つに記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒の製造方法、

- (22) 前記(16)～(21)の何れか1つに記載の方法によって製造された金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒、
- (23) 前記(1)～(14)および前記(22)の何れか1つに記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒を用いたレジンボンド砥石、
- (24) 前記(15)に記載の砥粒を用いたレジンボンド砥石。

図面の簡単な説明

図1は、処理前の立方晶窒化ホウ素砥粒の外観を模式的に示した図である。

図2は、加熱処理後の立方晶窒化ホウ素砥粒の外観を模式的に示した図である。

図3は、溝を形成した立方晶窒化ホウ素砥粒に金属被覆した様子を透視図として模式的に示した図である。

図4は、図3に示した立方晶窒化ホウ素砥粒の模式図で、線A-A'に沿った断面を模式的に示した図である。

図5は、図4に示した断面の模式図で、金属被覆の貫入部を拡大して模式的に示した図である。

図6は、加熱処理後の立方晶窒化ホウ素砥粒のSEM(走査電子顕微鏡)画像を示した図である。

図7は、金属被覆が加熱処理後の立方晶窒化ホウ素砥粒に貫入した部分の断面のSEM画像を示した図である。

図8は、薬品でエッチングした立方晶窒化ホウ素砥粒の表面のSEM画像を示した図である。

望ましい実施形態

本発明の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒は、例えば、立方晶窒化ホウ素砥粒の粒子表面からその内部へ続く空隙を設け、このような空隙を設けた立方晶窒化ホウ素砥粒に金属被覆を行うことによって、金属が砥粒粒子内に貫入した金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒が得られる。前記立方晶窒化ホウ素砥粒表面の空隙は溝状であることが好ましい。なお、溝とはクラック状であっても良い。

立方晶窒化ホウ素砥粒表面に溝を形成する手段としては、例えば熱処理による方法があげられる。

立方晶窒化ホウ素砥粒は、大気中、或いは真空中、窒素雰囲気中等で加熱処理することによって砥粒表面に溝を設けることができる。立方晶窒化ホウ素砥粒の種類によって溝の発生状況は異なるが、加熱の最高処理温度、雰囲気、最高処理温度での保持時間、昇温速度、降温速度等を調整することで、砥粒強度を大きく低下させること無く、立方晶窒化ホウ素砥粒の表面に充分な溝を発生させることができる。

加熱処理によって砥粒表面に溝を設ける場合の熱処理条件は、少なくとも800°C～最高処理温度、好ましくは少なくとも700°C～最高処理温度、特に好ましくは少なくとも600°C～最高処理温度の温度範囲において、昇温または降温あるいは両方共に6°C／分以上の速度が好ましい。より好ましくは、10°C／分以上、特に好ましくは、15°C／分以上である。更に最高処理温度は900°C以上が好ましく、上限は、雰囲気が大気の様な酸化雰囲気の場合は1300°C以下、雰囲気が真空中や、窒素ガス等の不活性雰囲気の場合は1600°C以下が好ましい。また最高処理温度での保持時間は1時間以内が好ましい。

昇温・降温速度を6°C／分以上にすることで、立方晶窒化ホウ素が合成されたときに残留している内部応力歪み等が一気に開放され、砥粒表面に溝が発生しやすくなる。また、昇温・降温速度を速くすることによって、砥粒が高い温度に曝される時間が短くなり、加熱による砥粒の強度低下が抑制される。その結果として、砥粒表面に溝を持ち、加熱による砥粒強度低下が抑制された立方晶窒化ホウ素砥粒が製造可能となる。また最高処理温度が900°C以下では、砥粒表面に充分な溝が発生せず、最高処理温度が酸化雰囲気の場合は1300°C、不活性雰囲気の場合は1600°Cを超えると、昇温・降温速度を速くしたり、最高温度保持時間を短くしても、加熱による砥粒強度の低下が大きくなり、砥粒の破碎によってレジンボンド砥石の研削比が低下してしまうことがある。

従来の特許文献にも砥粒の加熱処理についての記載がある。

例えば特公昭61-6108号公報では、立方晶BN砥粒を500～1300°Cの温度範囲で加熱処理することを特徴とする立方晶BNの改質法について記載

されている。また特公昭60-58273号公報では、立方晶BNを500~1300°Cの温度範囲の溶融塩中で加熱処理することを特徴とする立方晶BNの改質法について記載されている。これらの方法によれば、内部応力歪みと砥粒中の不純物が、好ましくは酸化性雰囲気では500~900°C、還元性ないし中性雰囲気では500°Cから1300°Cの範囲で、又は溶融塩中では500°Cから1300°Cの範囲で、何れも5°C/分以下の昇温速度で加熱処理することによって取り除かれ、砥粒の研削性能が向上すると記載されている。

特開2000-158347号公報では、砥粒の韌性を低下させるため、真空又は酸素を含まないガス雰囲気下において400~1200°Cの温度をもちいて熱処理を行う熱処理砥粒を用いた超砥粒砥石の製造方法について記載されている。この方法によれば、真空又は酸素を含まないガス雰囲気下において400~1200°Cの温度をもちいて超砥粒が熱処理されることから、超砥粒が変質することなく韌性値が低下させられて小破碎が可能となり、研削性能が向上する旨が記載されている。ここには実験例として、窒素雰囲気中で800、900、1000°Cの各温度で8時間保持し、室温まで6時間かけて冷却した例が記載されている。

これら従来の方法と異なり、本発明では昇温・降温速度を6°C/分以上の速度にすることによって、加熱処理を行った場合の砥粒強度の低下が抑制できることを明らかにした。その結果、酸化雰囲気中での最高処理温度が900~1300°C、非酸化性雰囲気中では900~1600°Cの範囲であれば、砥粒強度の大幅な低下無しに加熱処理を行うことが可能となり、加熱処理によって一気に内部応力を開放することで、砥粒強度の大幅な低下無しに、効果的に砥粒表面に溝を形成する方法を発明したものである。

図1に処理前の立方晶窒化ホウ素砥粒の外観を模式的に示す。立方晶窒化ホウ素砥粒10は、(111)面1を主体とする八面体が基本的な形で、多くの結晶は平滑な成長面で囲まれている。ただし砥粒として工業的に生産されたものは、図1に近い形状の結晶ばかりではなく、形状が崩れたものも含まれている。図2には、加熱処理によって溝を設けた立方晶窒化ホウ素砥粒10の外観の一例を模式的に示す。この場合、八面体をなす(111)面1の表面に溝3が、面2から面

1の中心に向かって発生している。実際に発生する溝は、単純な直線状のものばかりではないが、溝に金属被覆が貫入することによって、金属被覆と砥粒間の保持力向上に寄与する。

なお、本発明の、金属が砥粒粒子内に貫入した立方晶窒化ホウ素砥粒の金属被覆は、粒子表面に部分的に施してもよいが、全面を被覆することが好ましい。

本発明で使用される立方晶窒化ホウ素砥粒の大きさは、好ましくは、平均粒子径が $1000\text{ }\mu\text{m}$ ~ $40\text{ }\mu\text{m}$ の範囲内であり、より好ましくは、 $500\text{ }\mu\text{m}$ ~ $40\text{ }\mu\text{m}$ の範囲内とする。平均粒子径が大きくなるほど、充分な保持力を得るために深さ(d)の値が大きい溝を形成した方が良いが、深さ(d)の値が大きくなるほど金属が貫入し難くなり、結果として保持力が充分得られなくなるため、平均粒子径として $1000\text{ }\mu\text{m}$ 以下が好ましい。また平均粒子径が $40\text{ }\mu\text{m}$ より小さくなると、砥粒強度を低下させずに砥粒表面に保持力が向上するのに充分な溝を生成させるのが難しくなる為、平均粒子径は $40\text{ }\mu\text{m}$ 以上が好ましい。

本発明における砥粒の粒度表記は、JIS B 4130:1998「ダイヤモンド/CBN工具—ダイヤモンド又はCBNと(砥)粒の粒度」にしたがって表記されているが、本発明の実施にあたっては複数の粒度区分をブレンドしても良いし、これとは別に粒度区分を設定し直してもよく、JIS B 4130と異なる方法で区分し直しても本発明の実施には何ら影響しない。また本発明での立方晶窒化ホウ素の平均粒子径とは、JIS B 4130に記載されている、表2および表3中の「各粒度の使用するふるいの目開き寸法」の2枚目と3枚目の目開き寸法の平均値として与えられる。

本発明における、金属被覆と砥粒間の保持力向上に寄与する溝について具体的に説明すると、溝の幅(w)、深さ(d)、長さ(L)を測定したとき、幅と深さの比(w/d)が1より小さい部分を持ち、幅と長さの比(w/L)が0.1より小さければ、金属被覆と砥粒間の保持力向上に十分寄与する。更に好ましくは w/d が0.5以下、 w/L が0.05以下である。

幅と深さの比(w/d)が1より小さい部分が無いと、金属被覆の貫入深さが不足して充分な保持力向上効果が得られない。また、幅と長さの比(w/L)が0.1より小さくならないと、溝へのメッキ液中の金属イオンの拡散が抑制され

て金属が析出しにくくなり、金属被覆の貫入が不十分となることがあり充分な保持力向上効果が得られない場合がある。

以下に溝の幅、深さ、長さの測定方法について説明する。

溝の幅は、砥粒断面に観察される溝について、図5に示すように、立方晶窒化ホウ素表面の溝入り口部分の幅を測定することによって与えられる。溝の深さとは、砥粒断面で溝の幅を与える線分の延長線に対して、溝の最深部分から下ろした垂線の長さを測定することによって与えられる。

溝の長さとは、砥粒の表面（ある結晶面）上に観察される溝の総延長距離を測定することによって与えられる。この場合、溝が枝分かれしていれば枝分かれ部分も含める。

具体的には、砥粒の、ある結晶面が表面に出るように樹脂に埋め込み、砥粒表面の写真を撮影し、写真上で溝の長さを測定する。更に樹脂に埋め込んだまま砥粒を研磨して砥粒断面を出し、断面のSEM写真を撮影し、観察される溝の幅と深さを写真上で測定し、これらの結果から幅と深さの比（w/d）、幅と長さの比（w/L）を計算によって求めることができる。

このようにして測定された溝の幅（w）、深さ（d）、長さ（L）の具体的な数値は粒度によって異なるが、深さは平均粒子径の0.02倍～0.25倍程度の範囲、長さは平均粒子径の0.5倍～10倍程度の範囲が好ましい。それぞれの下限値以下になると充分な保持力向上の効果が小さくなり、上限値を超えると砥粒の強度低下の影響が大きくなるためである。また溝の幅は上述の関係を満たす範囲であればどのような値をとっても効果は期待できるが、0.3μm以下では金属被覆が貫入しにくくなり、3μmを超えると砥粒強度に影響を与える可能性が高くなるため、更に好ましくは0.3～3μmの範囲が好ましい。

本発明で使用される立方晶窒化ホウ素砥粒は単結晶質、多結晶質のどちらでも良く、また予め何らかの表面処理が施されていても良い。しかしながら単結晶質の砥粒を用いた場合の方がより効果が大きい。

加熱処理によって立方晶窒化ホウ素砥粒が固まることがあるが、希塩酸等によ

って洗浄することで簡単にほぐすことができる。

このようにして得られた溝を有する立方晶窒化ホウ素砥粒に、金属被覆を行う。砥粒表面に無電解メッキでニッケル被覆を行う前に、砥粒表面にニッケルが析出する核となる金属（パラジウム等）を沈着させる処理を行うのが好ましい。例えば、砥粒表面に塩化錫を分散塗布（感受性化処理）した後、パラジウム金属を析出（活性化処理）させる方法が一般に用いられるが、これらは公知の方法によって実施可能である。

尚、本発明においては、立方晶窒化ホウ素砥粒表面の溝に金属層が析出・貫入しやすくするため、感受性化処理・活性化処理を2回以上繰り返すことが好ましい。2回以上繰り返すことによって、ニッケルが析出する核となるパラジウム金属が、溝内部まで生成しやすくなる。

本発明の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒の金属被覆は、電解メッキ又は無電解（化学）メッキによるニッケル又はコバルト等の既知の金属被覆を使用することができる。この中で、金属被覆を単層で形成する場合は、電解メッキ又は無電解メッキによるニッケルで被覆を形成するのが好ましく、金属被覆を2層以上から形成する場合は、最外層を電解メッキ又は無電解メッキによるニッケル被覆とするのが好ましい。この理由は電解メッキ又は無電解メッキによるニッケル被覆は耐食性が良いためである。また、金属被覆を2層以上から形成する場合、内側の層に電解メッキ又は無電解メッキによるコバルト被覆の層を形成するのが好ましい。電解メッキ又は無電解メッキによるコバルト被覆は高温での変形に強く、研削熱による劣化を抑えるので、砥粒の脱落が少なくなり、結果として研削比が向上する効果が得られる。

尚、本発明では、実際の組成がニッケルーリン化合物、コバルトーリン化合物からリンの比率がずれた場合やリン以外の他元素が固溶した場合も含めて、無電解メッキ（化学メッキ）によるニッケル又はコバルト被覆と呼び、ニッケルーリン（Ni/P）又はコバルトーリン（Co/P）の被覆と記述することがある。

無電解メッキによるニッケル单層の被覆を行う場合について例示すると、前述の感受性化処理・活性化処理を2回以上繰り返した後、砥粒を無電解メッキ浴（例えば、硫酸ニッケル、次亜リン酸ナトリウム、酢酸ナトリウム、クエン酸ナト

リウム、硫酸の混合浴)に浸し、砥粒表面にニッケルを析出させる無電解メッキを行うことによって作製することができる。この際、無電解メッキ浴は、砥粒同士がメッキする金属により結粒しないように搅拌を行う。この状態はメッキ浴槽の大きさ・形状、搅拌方法等によって異なるので、装置毎に条件を設定する必要がある。

金属被覆が終了した後、金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒をメッキ浴から取り出し、水洗・乾燥して、本発明の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒が得られる。

本発明の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒の金属被覆量は任意に選べるが、金属被覆を含めた金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒全体の質量に対して、金属被覆の質量が20～80質量%の範囲がより好ましい。20質量%以下になると、場合によりレジンボンドと金属被覆間の保持力が充分得られないことがあり、金属被覆ごとの脱落が増加して、レジンボンド砥石の研削比の向上効果が少なくなる。また、80質量%を越えると金属被覆の占める割合が多くなり、レジンボンド砥石中の立方晶窒化ホウ素砥粒の数が少なくなるため、研削工具として十分な性能を得にくくなることがある。

図3に溝を形成した立方晶窒化ホウ素砥粒表面に、金属被覆した状態を透視図で示した。また、図4には図3に示した立方晶窒化ホウ素砥粒の線A-A'に沿った断面を模式的に示した。図に示すように立方晶窒化ホウ素砥粒10の表面の金属被覆層5は、立方晶窒化ホウ素砥粒10の表面に形成された溝3の奥まで侵入し、立方晶窒化ホウ素砥粒10内に貫入する。図5は金属の貫入部を拡大して示した模式図である。図に示した溝3の幅(w)と深さ(d)の比(w/d)が1未満であれば、溝3の中に貫入した金属被覆層5のアンカー効果により、立方晶窒化ホウ素砥粒10と金属被覆層5の保持力が向上しているものと考えられる。

レジンボンド砥石に使用される場合、本発明の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒が砥粒全体に占める割合は、望ましくは5質量%～100質量%の範囲内、より望ましくは25質量%～100質量%の範囲内であるのが好ましい。本発明の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒の割合が、5質量%以下になると、本発明の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒を用いる効果が充分現れにくくなり、研削比の向上は少

なくなる。

本発明の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒は、このような構造を有することにより、従来の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒（例えば特許文献1～4）に比べ、金属被覆と砥粒間の保持力が高くなった結果、研削中の金属被覆からの砥粒脱落が抑制され、研削比の向上が可能となり、研削加工コストの低減が可能となった。

また、他の方法によって金属被覆と砥粒間の保持力を向上させた従来の金属等によって被覆された立方晶窒化ホウ素砥粒（例えば特許文献5～8）に比べて、得られた金属被覆と砥粒間の保持力が適度な強さであるため、砥粒が摩滅摩耗することによって砥粒に対する研削抵抗が上昇すると、砥粒が脱落し研削動力値の上昇を抑制する。また、特許文献5～8の方法に比べ、製造方法や工程が簡便になった。これらの結果、金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒の製造コストが低減され、研削加工コストの低減が可能となった。

更に本発明の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒は、レジンボンド砥石の研削動力値の上昇を抑制した状態で、砥粒の脱落も抑制しているため、研削熱による砥石の膨張や、砥粒の脱落による砥石の型崩れが起き難くなり、被削材の精度、特に面精度が向上することがわかった。

例を挙げると、本発明の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒を用いたレジンボンド砥石は、既知の方法によって作製することができる。レジンボンド砥石のボンドとしては、市販のレジンボンドを使用目的に応じて用いることができる。ボンドとしては例えば、フェノール系高分子化合物、ポリイミド系高分子化合物をベースとした物が例示できる。また砥石中のボンドの配合量は、25体積%～90体積%の範囲内とすることが好ましい。ボンドの配合量が25体積%を下回ると砥粒の保持力が低下し、その結果砥粒の脱落が多くなり、研削比が低下して研削工具としては不適当なものとなる。またボンドの配合量が90体積%より高くなると砥粒の配合量が低くなり、研削工具として適さないものとなる。

本発明のレジンボンド砥石には、その他固体潤滑材、補助結合材、骨材、気孔材等、通常レジンボンド砥石を製造する際に使用される添加剤等を使用できる。

実施例

以下、実施例により本発明を説明するが、本発明はこの実施例に限定されるものではない。

(実施例 1)

昭和電工（株）製立方晶窒化ホウ素砥粒 SBN-B^(TM)（粒度呼称 100／120）を、大気中で昇温速度及び降温速度が 15°C／分、室温～最高温度 1050°C、最高温度保持時間 1 時間の条件で加熱処理を行った。加熱処理後の砥粒を回収し、希塩酸に 1 時間浸漬した後、脱酸、乾燥した。処理後の砥粒表面には溝が観察された。SEM 画像の一例を図 6 に示す。処理後の砥粒から無作為に 50 粒を選び出し、任意の結晶面の 1 つが表面に出るように樹脂に埋め込んだ。表面に現れている面、及びダイヤモンドスラリーによって研磨した、表面にほぼ垂直な砥粒断面の SEM 観察を行った。その結果、全ての砥粒（50 粒）に溝が観察され、砥粒断面に観察された溝の内、幅（w）と深さ（d）の比（w/d）が 1 未満の部分を持つ砥粒は 82%（41 粒）であった。また、溝の長さ（L）と深さ（d）の比（d/L）は 50 粒全て 0.1 未満であった。測定データを表 1 に示す。尚、表 1 の中の溝の長さは樹脂に埋めた際表面に出ていた面に存在する溝の長さの測定結果であり、幅及び深さは溝の長さを測定した面に存在する溝の測定結果である。尚、幅と深さは、幅と深さの比が各砥粒毎に最も小さい値を示した幅及び深さを記載した。

加熱処理後の砥粒のタフネス値は、加熱前の値を 100 とした場合、91 に低下していた。

表 1

| 砥粒 No. | 溝の幅 (μm) | 溝の深さ (μm) | 溝の長さ (μm) | 幅 (w) と 深さ (d) の 比 (w/d) | 幅 (w) と 長さ (L) の 比 (w/L) |
|--------|-------------|--------------|--------------|--------------------------------|--------------------------------|
| 1 | 1.4 | 6.6 | 150 | 0.21 | 0.009 |
| 2 | 0.6 | 9.9 | 165 | 0.06 | 0.004 |
| 3 | 1.9 | 8.9 | 130 | 0.21 | 0.015 |
| 4 | 0.9 | 6.9 | 160 | 0.13 | 0.006 |
| 5 | 0.8 | 9.5 | 195 | 0.08 | 0.004 |
| 6 | 1.9 | 8.7 | 100 | 0.22 | 0.019 |
| 7 | 1.9 | 6.5 | 160 | 0.29 | 0.012 |
| 8 | 1.1 | 5.8 | 180 | 0.19 | 0.006 |

| | | | | | |
|----|-----|-----|-----|------|-------|
| 9 | 1.3 | 8.7 | 155 | 0.15 | 0.008 |
| 10 | 1.9 | 5.9 | 130 | 0.32 | 0.015 |
| 11 | 0.6 | 5.6 | 100 | 0.11 | 0.006 |
| 12 | 1.3 | 6.6 | 160 | 0.20 | 0.008 |
| 13 | 1.8 | 7.5 | 80 | 0.24 | 0.023 |
| 14 | 1.7 | 7.7 | 70 | 0.22 | 0.024 |
| 15 | 0.8 | 9.7 | 110 | 0.08 | 0.007 |
| 16 | 1.0 | 8.6 | 170 | 0.12 | 0.006 |
| 17 | 1.3 | 3.5 | 190 | 0.37 | 0.007 |
| 18 | 0.9 | 5.3 | 240 | 0.17 | 0.004 |
| 19 | 2.0 | 7.0 | 35 | 0.29 | 0.057 |
| 20 | 1.8 | 3.4 | 160 | 0.53 | 0.011 |
| 21 | 0.8 | 3.5 | 240 | 0.23 | 0.003 |
| 22 | 0.9 | 6.9 | 65 | 0.13 | 0.014 |
| 23 | 1.2 | 5.9 | 295 | 0.20 | 0.004 |
| 24 | 0.8 | 3.5 | 240 | 0.23 | 0.003 |
| 25 | 0.6 | 6.2 | 60 | 0.10 | 0.010 |
| 26 | 0.8 | 3.0 | 30 | 0.27 | 0.027 |
| 27 | 1.1 | 6.3 | 130 | 0.17 | 0.008 |
| 28 | 1.7 | 9.2 | 85 | 0.18 | 0.020 |
| 29 | 1.8 | 7.6 | 190 | 0.24 | 0.009 |
| 30 | 0.9 | 5.0 | 145 | 0.18 | 0.006 |
| 31 | 1.8 | 4.1 | 100 | 0.44 | 0.018 |
| 32 | 1.1 | 9.0 | 140 | 0.12 | 0.008 |
| 33 | 1.0 | 4.0 | 230 | 0.25 | 0.004 |
| 34 | 0.6 | 9.5 | 195 | 0.06 | 0.003 |
| 35 | 1.8 | 5.8 | 155 | 0.31 | 0.012 |
| 36 | 1.5 | 9.9 | 245 | 0.15 | 0.006 |
| 37 | 1.2 | 6.8 | 105 | 0.18 | 0.011 |
| 38 | 1.4 | 6.6 | 300 | 0.21 | 0.005 |
| 39 | 0.6 | 5.9 | 250 | 0.10 | 0.002 |
| 40 | 1.6 | 7.5 | 300 | 0.21 | 0.005 |
| 41 | 1.4 | 5.0 | 290 | 0.28 | 0.005 |
| 42 | 1.7 | 1.5 | 50 | 1.13 | 0.034 |
| 43 | 2.6 | 2.5 | 235 | 1.04 | 0.011 |
| 44 | 2.7 | 2.0 | 175 | 1.35 | 0.015 |
| 45 | 2.5 | 2.3 | 165 | 1.09 | 0.015 |
| 46 | 2.5 | 1.9 | 280 | 1.32 | 0.009 |
| 47 | 2.7 | 2.0 | 295 | 1.35 | 0.009 |
| 48 | 1.8 | 1.3 | 110 | 1.38 | 0.016 |
| 49 | 2.4 | 2.2 | 150 | 1.09 | 0.016 |
| 50 | 2.4 | 1.9 | 155 | 1.26 | 0.015 |

(比較例 1)

昭和電工(株) 製立方晶窒化ホウ素砥粒 SBN-B^(TM) (粒度呼称 100 / 120) を、大気中で昇温速度及び降温速度が 5 °C / 分、室温～最高温度 105

0°C、最高温度保持時間4時間の条件で加熱処理を行った。加熱処理後の砥粒を回収し、希塩酸に1時間浸漬した後、脱酸、乾燥した。処理後の一粒の砥粒表面には溝が観察された。処理後の砥粒から無作為に50粒を選び出し、実施例1と同じ方法によってSEM観察を行った。その結果、溝が観察された砥粒は全体の4%（2粒）であった。砥粒断面に観察された溝の内、幅（w）と深さ（d）の比（w/d）が1未満の部分を持つ砥粒は観察されなかつた。また、観察された溝の長さ（L）と深さ（d）の比（d/L）は全て0、1未満であった。測定データを表2に示す。

加熱処理後の砥粒のタフネス値は、加熱前の値を100とした場合、76に低下していた。

表2

| 砥粒 No. | 溝の幅 (μm) | 溝の深さ (μm) | 溝の長さ (μm) | 幅（w）と 深さ（d）の 比（w/d） | 幅（w）と 長さ（L）の 比（w/L） |
|--------|--------------------------|---------------------------|---------------------------|---------------------------|---------------------------|
| 1 | 1.4 | 1.0 | 150 | 1.40 | 0.009 |
| 2 | 1.8 | 1.3 | 165 | 1.38 | 0.011 |
| 3~50 | 溝が観察 されず | | | | |

(比較例2)

昭和電工（株）製立方晶窒化ホウ素砥粒 SBN-B^(TM)（粒度呼称100/120）を、大気中で昇温速度及び降温速度を1°C/分にした以外は比較例2と同じ条件で加熱処理を行つた。加熱処理後の砥粒を回収し、希塩酸に1時間浸漬した後、脱酸、乾燥した。処理後の砥粒から無作為に50粒を選び出し、実施例1と同じ方法によってSEM観察を行つた。その結果、溝が観察された砥粒は無かつた。

加熱処理後の砥粒のタフネス値は、加熱前の値を100とした場合、70に低下していた。

(実施例2~12、比較例3~35)

表3に示す砥粒を用いて、表3に示す比率で金属被覆を行つた。尚、表3の金属被覆の記号はそれぞれ、Niは電解ニッケル被覆、Ni/Pは無電解ニッケル

被覆、C o は電解コバルト被覆、C o / P は無電解コバルト被覆、T i はチタン被覆を表す。また金属被覆の記号の後ろの括弧内の数字は、金属被覆を含めた立方晶窒化ホウ素砥粒全体の体積を 100%とした場合、金属被覆の占める体積比率を表したものである。実施例 2 ~ 12 の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒を樹脂に埋め込み、ダイヤモンドスラリーで研磨して、砥粒断面を SEM で観察した。立方晶窒化ホウ素砥粒の表面に生じた溝に金属被覆が貫入している状態を、代表例として実施例 2 の SEM 画像を図 7 に示す。

これら実施例 2 ~ 12、比較例 3 ~ 35 の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒を用いてレジンボンド砥石を作製した。砥石の配合比率、砥石形状等は以下の通り。

砥石の配合比率（体積%）

| | |
|------------------|------|
| 砥粒 | 31.4 |
| レジンボンド | 58.6 |
| フィラー（電融アルミナ#600） | 10.0 |

砥石形状 6A2形 100^D × 35^T × 2^X × 3^W × 15^E × 38.1^H

砥粒粒度 100 / 120

集中度 75

作製したレジンボンド砥石を用いて、以下の条件で研削試験を行った。

研削盤 牧野フライス社製 自動工具研削盤

C F 1 A - 40 型^(TM) 砥石軸モーター 1.5 kW

被削材 SKH-51 (HRc = 62 ~ 64)

被削材面 5 mm × 40 mm

研削方式 乾式トラバース研削方式

研削条件 砥石周速度 1180 m / 分

テーブル速度 3 m / 分

切り込み 70 μm

尚、砥石形状の記号は、J I S B 4131 : 1998 「ダイヤモンド/C

B N 工具—ダイヤモンド又はC B N ホイール」、被削材の記号は、J I S G
4 4 0 3 : 2 0 0 0 「高速度工具鋼鋼材」に基づき表記したものである。

作製したレジンボンド砥石の研削試験結果を表 3 に示す。

表 3

| 砥石 | 砥粒 | 金属被覆組成 | 研削比 | 研削動力値(W) | 被削材面粗度 Ra (μm) |
|--------|------------------------|-----------------------------|-----|----------|-----------------------|
| 実施例 2 | 実施例 1 | Ni/P(38) | 120 | 460 | 0.83 |
| 実施例 3 | 実施例 1 | Co/P(38) | 137 | 490 | 0.66 |
| 実施例 4 | 実施例 1 | Ni/P(8), Ni(30) | 121 | 480 | 0.92 |
| 実施例 5 | 実施例 1 | Co/P(8), Ni(30) | 126 | 460 | 1.02 |
| 実施例 6 | 実施例 1 | Co/P(8), Ni/P(30) | 123 | 480 | 0.63 |
| 実施例 7 | 実施例 1 | Ni/P(3), Co/P(15), Ni/P(20) | 131 | 490 | 0.81 |
| 実施例 8 | 実施例 1 | Ni/P(3), Co(33), Ni/P(2) | 140 | 450 | 0.67 |
| 実施例 9 | 実施例 1 | Co/P(3), Ni/P(33), Ni/P(2) | 134 | 460 | 0.74 |
| 実施例 10 | 実施例 1 | Co/P(3), Ni(15), Co/P(20) | 133 | 460 | 0.66 |
| 実施例 11 | 実施例 1(50%) 無処理(50%) | Ni/P(38) | 109 | 480 | 1.21 |
| 実施例 12 | 実施例 1(10%) 無処理(90%) | Ni/P(38) | 102 | 470 | 1.39 |
| | | | | | |
| 比較例 3 | 無処理 | Ti(3), Ni/P(35) | 108 | 670 | 1.6 |
| 比較例 4 | 無処理 | Ti(3), Co/P(15), Ni/P(20) | 107 | 630 | 1.7 |
| 比較例 5 | 無処理 | Ti(3), Co(33), Ni/P(2) | 111 | 670 | 1.68 |
| 比較例 6 | 無処理 | Ti(3), Ni(33), Ni/P(2) | 98 | 690 | 1.72 |
| 比較例 7 | 無処理 | Ti(3), Ni(15), Co/P(20) | 104 | 680 | 1.42 |
| | | | | | |
| 比較例 8 | 無処理 | Ni/P(38) | 86 | 530 | 1.67 |
| 比較例 9 | 無処理 | Co/P(38) | 75 | 550 | 1.55 |
| 比較例 10 | 無処理 | Ni/P(8), Ni(30) | 70 | 540 | 1.61 |
| 比較例 11 | 無処理 | Co/P(8), Ni(30) | 76 | 540 | 1.72 |
| 比較例 12 | 無処理 | Co/P(8), Ni/P(30) | 85 | 520 | 1.77 |
| 比較例 13 | 無処理 | Ni/P(3), Co/P(15), Ni/P(20) | 70 | 540 | 1.45 |
| 比較例 14 | 無処理 | Ni/P(3), Co(15), Ni/P(20) | 69 | 540 | 1.69 |
| 比較例 15 | 無処理 | Co/P(3), Ni/P(15), Ni/P(20) | 63 | 530 | 1.68 |
| 比較例 16 | 無処理 | Co/P(3), Ni(15), Co/P(20) | 75 | 530 | 1.48 |
| | | | | | |
| 比較例 17 | 比較例 1 | Ni/P(38) | 81 | 540 | 1.69 |
| 比較例 18 | 比較例 1 | Co/P(38) | 67 | 540 | 1.77 |
| 比較例 19 | 比較例 1 | Ni/P(8), Ni(30) | 78 | 560 | 1.66 |
| 比較例 20 | 比較例 1 | Co/P(8), Ni(30) | 63 | 510 | 1.51 |
| 比較例 21 | 比較例 1 | Co/P(8), Ni/P(30) | 67 | 520 | 1.48 |
| 比較例 22 | 比較例 1 | Ni/P(3), Co/P(33), Ni/P(2) | 89 | 530 | 1.56 |
| 比較例 23 | 比較例 1 | Ni/P(3), Co(33), Ni/P(2) | 71 | 540 | 1.41 |

| | | | | | |
|--------|-------------------------|-----------------------------|----|-----|------|
| 比較例 24 | 比較例 1 | Co/P(3), Ni/P(33), Ni/P(2) | 82 | 540 | 1.67 |
| 比較例 25 | 比較例 1 | Co/P(3), Ni(33), Co/P(2) | 69 | 510 | 1.72 |
| | | | | | |
| 比較例 26 | 比較例 2 | Ni/P(38) | 64 | 520 | 1.58 |
| 比較例 27 | 比較例 2 | Co/P(38) | 75 | 500 | 1.62 |
| 比較例 28 | 比較例 2 | Ni/P(8), Ni(30) | 89 | 530 | 1.60 |
| 比較例 29 | 比較例 2 | Co/P(8), Ni(30) | 87 | 530 | 1.65 |
| 比較例 30 | 比較例 2 | Co/P(8), Ni/P(30) | 87 | 520 | 1.45 |
| 比較例 31 | 比較例 2 | Ni/P(3), Co/P(15), Ni/P(20) | 89 | 560 | 1.41 |
| 比較例 32 | 比較例 2 | Ni/P(3), Co(33), Ni/P(2) | 82 | 530 | 1.51 |
| 比較例 33 | 比較例 2 | Co/P(3), Ni/P(33), Ni/P(2) | 76 | 510 | 1.79 |
| 比較例 34 | 比較例 2 | Co/P(3), Ni(15), Co/P(20) | 71 | 510 | 1.61 |
| | | | | | |
| 比較例 35 | 実施例 1 (3%) 無処理 (97%) | Ni/P(38) | 84 | 520 | 1.63 |

表中の研削比は研削により除去した被削材の体積を、研削時に減った砥石の体積で除した値であり、この値が大きいほど研削性能が良好であることを意味する。研削動力値は、研削時に砥石を回転させるモーターの動力値で、値が低いほど研削抵抗が小さく、研削性能が良いことを示す。被削材面粗度は加工後の被削材表面を測定した面粗度 R_a (μm) の値で、この値が小さいほど加工後の面精度が良いことを示している。

本発明の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒は、加熱処理等によって立方晶窒化ホウ素砥粒表面に、幅 (w) と深さ (d) の比 (w/d) が 1 未満で幅 (w) と長さ (L) の比 (w/L) の比が 0.1 未満の溝を設けた後に金属被覆を行った砥粒であって、金属被覆と砥粒間の保持力（接合強度）が適度に高い為、研削中の砥粒脱落が適度に抑制され、高研削比で研削動力値の上昇を抑制したレジンボンド砥石が作製可能となる。更に、研削動力値上昇の抑制によって研削熱発生が抑制され、高研削比によって砥石の型崩れ発生が抑制され、加工精度が向上し被削材の面精度が向上する。

また、従来の技術で作製された研削比を向上させるための金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒に比べ、製造工程が簡便である為、砥粒の製造コストを低減することが可能である。

これらの結果として、従来の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒を用いた場合と比較して、研削加工コストの低減が可能となる。

特許請求の範囲

1. 立方晶窒化ホウ素砥粒中に金属が貫入している金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒。
2. 表面に溝を持つ立方晶窒化ホウ素砥粒が金属層によって被覆された請求項1に記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒。
3. 前記立方晶窒化ホウ素砥粒表面に存在する溝が、幅（w）と深さ（d）の比（ w/d ）が1よりも小さい部分を有する請求項2に記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒。
4. 前記立方晶窒化ホウ素砥粒表面に存在する溝で、溝の幅（w）が0.3～3 μm 、深さ（d）が0.3～250 μm の範囲である請求項2に記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒。
5. 前記立方晶窒化ホウ素砥粒表面に存在する溝が、幅（w）と長さ（L）の比（ w/L ）が、0.1以下の部分を有する請求項2に記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒。
6. 前記立方晶窒化ホウ素砥粒表面に存在する、幅と深さの比（ w/d ）が1よりも小さい部分を有する溝の長さ（L）が、20 μm 以上である請求項2に記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒。
7. 前記立方晶窒化ホウ素砥粒が、40～1000 μm の範囲の平均粒子径を持つ請求項1に記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒。
8. 前記金属被覆が、電解メッキによるニッケル被覆又はコバルト被覆、無電解メッキによるニッケル被覆又はコバルト被覆からなる群より選ばれた少なくとも

1層以上からなる請求項2に記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒。

9. 前記金属被覆が、電解メッキ又は無電解メッキによるニッケル被覆を含む少なくとも1層以上からなる請求項2に記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒。

10. 前記金属被覆の最外層が、電解メッキ又は無電解メッキによるニッケル被覆である請求項2に記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒。

11. 前記金属被覆が、電解メッキ又は無電解メッキによるニッケル被覆の何れからなる請求項2に記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒。

12. 前記金属被覆が、第1層が無電解メッキによるニッケル被覆又はコバルト被覆、第2層が第1層とは異なる組成を持つ電解メッキ又は無電解メッキによるニッケル被覆からなる2層構造を持つ請求項2に記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒。

13. 前記金属被覆が、第1層が無電解メッキによるニッケル被覆又はコバルト被覆、第2層が第1層とは異なる組成を持つ電解メッキ又は無電解メッキによるニッケル被覆又はコバルト被覆、第3層が第2層とは異なる組成を持つ電解メッキ又は無電解メッキによるニッケル被覆からなる3層構造を持つ請求項2に記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒。

14. 前記金属被覆が、金属被覆を含めた金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒全体の質量に対して、該金属被覆の占める比率が20～80質量%の範囲である請求項2に記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒。

15. 請求項1に記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒を5～100質量%の範囲で含む砥粒。

1 6. 立方晶窒化ホウ素砥粒を最高処理温度が 900°C 以上で加熱処理し該立方晶窒化ホウ素砥粒の表面に溝を形成する段階と、

前記立方晶窒化ホウ素砥粒を金属層によって被覆する段階と、を含む金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒の製造方法。

1 7. 前記加熱処理の段階で、前記立方晶窒化ホウ素砥粒を、酸化雰囲気下で最高処理温度が 900°C ~ 1300°C の範囲で加熱処理する請求項 1 6 に記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒の製造方法。

1 8. 前記加熱処理の段階で、前記立方晶窒化ホウ素砥粒を、非酸化雰囲気下で最高処理温度が 900°C ~ 1600°C の範囲で加熱処理する請求項 1 6 に記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒の製造方法。

1 9. 前記加熱処理の段階で、前記立方晶窒化ホウ素砥粒を、少なくとも 800 °C から最高処理温度の範囲で 6 °C / 分以上の昇温速度で加熱処理する請求項 1 6 に記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒の製造方法。

2 0. 前記加熱処理の段階で、前記立方晶窒化ホウ素砥粒を、800 °C から最高処理温度まで 6 °C / 分以上の速度で昇温し、再び 800 °C まで 6 °C / 分以上の速度で降温する請求項 1 6 に記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒の製造方法。

2 1. 前記加熱処理の段階で、前記立方晶窒化ホウ素砥粒を最高処理温度に保持する保持時間を 60 分以下とする請求項 1 6 に記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒の製造方法。

2 2. 請求項 1 6 に記載の方法によって製造された金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒。

2 3. 請求項 1 に記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒を用いたレジンボンド砥

石。

24. 請求項15に記載の砥粒を用いたレジンボンド砥石。

25. 請求項22に記載の金属被覆立方晶窒化ホウ素砥粒を用いたレジンボンド砥石。

要 約 書

表面に、幅（w）と深さ（d）の比（ w/d ）が1未満で幅（w）と長さ（L）の比（ w/L ）が0.1未満の溝を設けられた後、金属被覆が行われた立方晶窒化ホウ素砥粒である。この立方晶窒化ホウ素砥粒では、金属被覆と立方晶窒化ホウ素砥粒間の保持力（接合強度）が向上するので、これを用いれば、高研削比で（長寿命）で低研削動力値（良好な切れ味）のレジンボンド砥石を作製することができる。